

疲劳裂纹扩展机制和塑性区的研究

邓蓉英 李 禾 于桂清

(中国科学院力学研究所)

摘 要

本文用三点弯曲试样测定 15MnVN 钢在淬火和 200℃ 低温回火状态下疲劳裂纹扩展速率。试验在循环载荷比 $R = 0.5$ 的恒幅条件下进行, 并利用金属塑性变形在光滑表面上产生浮凸的现象, 用相衬显微镜测定裂纹顶端单调塑性区尺寸。在平面应力状态下垂直于裂纹面方向的单调塑性区尺寸与相应的 $(K_{max}/\sigma_s)^2$ 成正比, 其比例系数为 0.21。根据 Rice 循环塑性区尺寸与单调塑性区尺寸关系, 得到垂直裂纹面方向的循环塑性区尺寸与相应裂纹扩展速率之间为一指数关系。

在裂纹扩展过程中, 相对裂纹尺寸 a/W 约等于 0.687 时裂纹顶端从小范围屈服进入大范围屈服, $a/W < 0.687$ 裂纹顶端的塑性变形约在 $\theta = 30^\circ - 60^\circ$ 方向角内向两翼伸展; 当 $a/W > 0.687$, 不仅两翼向更大的 θ 角展开, 而且在 $\theta = 0^\circ$ 附近塑性变形也有相当发展。

金相和扫描电镜观察结果, 具有板条状马氏体组织的 15MnVN 钢疲劳裂纹扩展是以穿晶型的解理开裂方式进行的, 是一种再生核扩展机制。

一、引 言

在循环应力作用下, 疲劳裂纹在其扩展过程中, 裂纹顶端始终被一塑性变形区所包围。塑性变形区的大小、形状以及塑性应变的分布是疲劳裂纹扩展行为的重要参数。为此, 有关塑性区的确定引起了许多科学工作者的兴趣, 并曾进行过不少的研究^[1-5]。

本文采用了一种循环硬化和软化不敏感的材料 15MnVN 钢来观测裂纹顶端塑性区。为了适应这种材料, 试图利用金属材料塑性变形时滑移在光滑的自由表面上产生浮凸(滑移台阶)的现象来观察塑性区。用这种方法观察塑性区对研究裂纹扩展的过载效应提供了极为方便的条件, 可以直接观察到裂纹顶端过载塑性区对裂纹扩展产生的迟滞现象。这种方法的缺点是只能适用于平面应力状态。

试验采用浮凸法测定裂纹扩展过程中的单调塑性区及其和裂纹顶端最大应力强度因

1983年3月1日收到初稿; 1983年8月5日收到修改稿。

子的关系。再根据 Rice^[6] 的塑性区模型和计算研究循环塑性区尺寸和裂纹扩展速率之间的关系。并结合光学显微镜和扫描电镜下的微观现象, 分析研究不同扩展速率下断口的形貌和微观机制以及快速扩展过程中裂纹顶端塑性流动和扩展机制的变化。

二、试验方法

试验材料采用 15MnVN 钢, 经 1000℃ 加热, O.Q. 和随后在 200℃, 2h 低温回火, 其化学成分 (wt-%) 为:

C	Si	Mn	P	S	N	V
0.18	0.31	1.61	0.018	0.025	0.022	0.11

其机械性能为:

$$\sigma_b, 1350.4 \text{ MN/m}^2; \sigma_s, 994.4 \text{ MN/m}^2; K_{IC}, 86.2 \text{ MN/m}^{3/2}.$$

淬火和低温回火后显微组织为板条状马氏体和少量贝氏体。原奥氏体晶粒尺寸 30—40 μm 。

疲劳裂纹扩展试验采用三点弯曲试样, 其主要名义尺寸为 180×25×15 (mm)。试验在 2tf 高频疲劳试验机上进行。加载频率 $f=80\text{Hz}$, 循环载荷比 $R=0.5$, 用放大 30 倍读数显微镜测量裂纹长度。

疲劳裂纹扩展试验过程中 (停机) 在显微镜下进行金相观察, 试验结束后在显微镜下测定塑性区尺寸。

试样在疲劳裂纹扩展试验之前, 先将试样两侧的凸台面经过仔细研磨和反复抛光。其中一侧凸台面经饱和苦味酸水溶液腐蚀呈现出原始奥氏体晶粒边界。而另一侧保留其精细抛光表面。试样经抛光和腐蚀后, 再置疲劳试验机上进行宏观疲劳裂纹扩展试验。

试样一经加载裂纹顶端即发生塑性变形, 常温下金属材料塑性变形机制为滑移和弯晶两种方式。晶体滑移后在抛光表面上产生不同高度的滑移台阶, 即形成浮凸。借助于具有特定装置的光学显微镜 (phase contract microscope) 即可清楚地观察到起伏不平的浮凸。凡是塑性变形的区域都会不同程度的出现这种浮凸, 因而在显微镜下观察到浮凸出现的区域即是塑性区。

三、试验结果和分析

3.1 疲劳裂纹扩展试验

疲劳裂纹扩展试验数据经指数回归处理得到以下关系:

$$da/dN = 4.4782 \times 10^{-9} (\Delta K)^{2.1635} \quad (1)$$

其相关系数 $r=0.9937$ 。

3.2 塑性区观测

疲劳裂纹扩展试验后, 将预先抛光的表面在显微镜下沿裂纹扩展方向进行连续观

察。在裂纹两旁一定宽度范围内清楚可见呈波纹状的浮凸,如图1(见图版A16)。此宽度随裂纹增长而缓慢加宽,大约在相对裂纹尺寸 $a/W=0.625$ 时停机观察裂纹前缘塑性区情况,波纹状的浮凸沿与裂纹面大约成 $30-60^\circ$ 的方向角内呈两翼伸长如图2(见图版A17),在 $\theta=0^\circ$ 方向及其附近区域发展极少。当裂纹增长到 17.04mm ($a/W=0.687$) 后波纹状区域明显加宽,在裂纹扩展接近失稳的快速扩展阶段,裂纹前缘波纹状浮凸区域变得相当大,不仅两翼向更大的 θ 角展开,而且在 $\theta=0^\circ$ 附近也有相当的发展。

15MnVN 钢淬火后,其显微组织主要是低碳的板条马氏体。它的晶体结构为体心立方,体心立方金属的原子密排方向为 $\langle 111 \rangle$,即原子面的滑移方向。滑移是在较密排的低指数的晶面上进行。这些低指数面为 $\{110\}$, $\{112\}$ 和 $\{123\}$ 。所以体心立方金属塑性变形时,凡是包含 $\langle 111 \rangle$ 方向的晶面都有可能参加滑移。故它的滑移系统是一个以 $\langle 111 \rangle$ 方向为晶带轴的晶带。所以塑性变形是在这些晶面上以交叉滑移的方式进行的。此时滑移线不再是平直的,而是在抛光表面上呈波纹状。由此可以断定裂纹两侧呈现的波纹状浮凸区即为塑性变形区。

塑性区尺寸的测定是沿裂纹扩展方向测量与裂纹面交角 $\theta=\pi/2$ 方向的塑性区尺寸 R_y (单调塑性区),为了避免某些局部塑性变形相对裂纹面的非对称发展给测量结果造成的误差,测量裂纹两侧的总宽度(扣除裂纹本身的宽度),每隔 0.5mm 测量一次。

塑性区尺寸是在裂纹扩展速率大约为 $2 \times 10^{-5} - 2.5 \times 10^{-4} \text{mm/cyc}$ 范围内测定。塑性区尺寸是相应裂纹长度下塑性区宽度的一半。

Irwin在理论上给出单调塑性区半径 R_y 与 K_{\max}/σ_s 的平方成正比。在循环加载条件裂纹顶端塑性区由两部分组成,即单调塑性区和存在于其中的循环塑性区组成。单调塑性区在本质上是和裂纹顶端的最大应力强度因子 K_{\max} 相联系,而循环塑性区则与应力强度因子范围 ΔK 相联系。由此根据实验得到的单调塑性区尺寸 R_y 与对应的 $(K_{\max}/\sigma_s)^2$ 的关系由作图法得到:

$$R_y = A(K_{\max}/\sigma_s)^2 \quad (2)$$

式中常数 A 在本文中为 0.21 。与 G.H.Hahn 和 M.Clavel^[7] 用腐蚀技术获得的结果比较, Hahn 得到 $A=0.25$ 与本文结果一致,而 Clavel 的结果 $A=0.13$ 则相差较大。

Rice 首先计算了循环塑性区尺寸为单调塑性区尺寸的四分之一。由于循环塑性区就其实质是与裂纹顶端应力强度因子范围相联系,而裂纹扩展速率又决定于裂纹顶端的应力强度因子范围,因而裂纹在其扩展过程中扩展速率一定会与裂纹前缘的塑性变形区域的大小有关,它们之间必然存在着一种内在联系。

为此,将试验测得的单调塑性区尺寸 R_y 值的四分之一作为循环塑性区尺寸 R_y^c 和相同裂纹长度所对应的裂纹扩展速率数据在双对数坐标中为一直线,并用回归处理得到:

$$da/dN = 1.3944 \times 10^{-3} (R_y^c)^{1.6145} \quad (3)$$

其相关系数 $r=0.9827$ 。直线斜率为 1.6145 。Hahn 在 Fe-3Si 钢和 Lino^[8] 在 304 不锈钢得到平面应变状态下 $\lg da/dN - \lg R_y^c$ 直线的斜率为 2 。这显然是应力状态不同。

造成的差别。这里试根据 Von Mises 屈服准则所定界的塑性区进行定性分析说明。以主应力表示的 Von Mises 屈服准则:

$$(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 = 2\sigma_{ys}^2 \quad (4)$$

而裂纹顶端应力场用主应力表示则为:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_1 &= \frac{K}{(2\pi r)^{1/2}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \right) \\ \sigma_2 &= \frac{K}{(2\pi r)^{1/2}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \right) \\ \sigma_3 &= 2\nu \frac{K}{(2\pi r)^{1/2}} \cos \frac{\theta}{2} \end{aligned} \right\} \quad (5)$$

将 (5) 式代入 (4) 整理得到塑性区尺寸作为 θ 的函数给出:

平面应变塑性区尺寸:

$$\left. \begin{aligned} r_p(\theta) &= \frac{K^2}{4\pi\sigma_{ys}^2} \left\{ \frac{3}{2} \sin^2 \theta + (1-2\nu)^2 (1 + \cos \theta) \right\} \\ \text{平面应力塑性区尺寸:} \\ r_p(\theta) &= \frac{K^2}{4\pi\sigma_{ys}^2} \left(1 + \frac{3}{2} \sin^2 \theta + \cos \theta \right) \end{aligned} \right\} \quad (6)$$

取 $\nu=1/3$, 从 (6) 式 $\theta=0^\circ$ 平面应变比平面应力状态的塑性区要小很多, 后者为前者的 9 倍。而 $\theta=\pi/2$ 平面应力为平面应变的 1.55 倍。三维应力的平面应变裂纹扩展速率比平面应力快。这就导致平面应变比平面应力状态的 $\lg da/dN - \lg R$ 直线的斜率大。将平面应力状态的 $r_p(\theta)$ 对 θ 求导, 令其导数等于零得到最大 r_p 的 θ 值。

$$\frac{dr_p(\theta)}{d\theta} = 0, \quad \theta = 70.5^\circ.$$

以上分析表明单调加载平面应力状态下的塑性区边界最远点在 $\theta=70.5^\circ$ 处, 本文在循环加载条件下试验结果表明, 平面应力状态下单调塑性区边界最远点却在 40° 左右的范围内。理论分析结果与试验结果相差较大是由于塑性区的形状和尺寸受多种因素, 如加载条件、应力状态、材料以及试样的形状和尺寸等的影响, 目前还没有与实验条件相一致的理论分析解。为此, 理论分析与实验结果难以吻合, 要搞清楚裂纹顶端塑性区, 还有待进一步的精确的弹塑性理论分析。

3.3 金相和扫描电镜观察

疲劳断裂过程是在循环应力作用下裂纹萌生、扩展以及最后断裂的全部过程, 对金属材料而言, 它经历着超显微形态的周期滑移、裂纹萌生以及宏观裂纹扩展阶段达到最后断裂的一个完整过程。

在抛光和抛光腐蚀表面上进行连续的金相观察。结果表明裂纹在切口根部萌生后立即开始沿与拉应力约成 45° 方向扩展。同时在根部呈现许多滑移条纹和微裂纹。在循环应力作用下晶体沿滑移面反复滑移和局部微区累积塑性变形, 滑移带逐渐加宽而形成微

裂纹, 微裂纹进一步发展便开始了切应变型的第 I 阶段扩展。在实验中还观察到在此阶段裂纹远未达到晶粒边界 (大约是晶粒尺寸的一半) 就改变其扩展方向, 开始转到与拉应力成垂直方向的正应变型的第 II 阶段扩展。在另一个试样上还观察到裂纹离开根部大约 $18.7\mu\text{m}$ 与条状非金属夹杂物 MnS 相遇, 裂纹扩展方向明显发生变化, 当其离开夹杂物大约 $5\mu\text{m}$ 后裂纹又沿原来的方向扩展。

裂纹在第 II 阶段的扩展主要是穿晶型, 在此阶段的低扩展速率下, 观察到局部沿晶断裂。在相应的断口上也呈现出沿晶开裂的形貌。晶面上呈现出明显的塑性变形痕迹。

裂纹在其扩展过程中, 裂纹前缘和裂纹面两侧观察到许多滑移带和微裂纹。滑移带在显微镜下呈浮凸的特征。这种显微浮凸沿裂纹扩展方向呈现出多行排列的波浪形图案。它反映出具有多滑移系的体心立方金属交叉滑移和多向性板条束马氏体的组织特征。随着塑性变形的进行, 大量位错在晶体不同滑移面和板条马氏体之间塞积, 在主裂纹前缘局部地区材料损伤的累积诱发出许多间断的微小裂纹如图 3 (见图版 17)。在交变应力继续作用下, 微裂纹进一步扩展长大、连结, 最后与主裂纹连通, 形成疲劳解理的穿晶断裂。金相观察和断口观察完全一致。在此阶段整个断口为穿晶型的疲劳解理断裂形貌。但在不同的扩展速率下断口形貌也各有其不同的特点。

裂纹扩展速率小于 10^{-5}mm/cyc , 断口形貌为类解理 (cleavage-like)。出现一种具有结晶学形态的小平面 (台阶) 的形貌。在更高的倍率 (5000 倍) 下观察, 小平面上呈现出许多垂直于裂纹扩展方向的极细的平行条纹如图 4 (见图版 A18)。就总体而言小平面的面平行于裂纹扩展方向, 在相当于晶粒尺寸数量级的区域, 小平面方向彼此各不相同。随着裂纹扩展速率增加小平面变窄, 其上的平行条纹间距增加, 在高倍率 (2500 倍) 下还观察到颇似解理断裂时呈现的“鱼骨状”形貌如图 5 (见图版 A18)。在断面零星的微区上出现细的非结晶学的疲劳条纹。鱼骨状形貌推测与板条状马氏体显微形态有关。

裂纹扩展速率进一步增加大约 $5 \times 10^{-5}\text{mm/cyc}$, 断口为疲劳条纹和准解理形貌如图 6 (见图版 A19)。这种疲劳条纹不同于类解理小平面上的疲劳条纹。前者在疲劳条纹的垂直方向上没有小平面, 是一种非结晶学的疲劳条纹。

随着 ΔK 值的增加, 裂纹扩展逐渐加快而进入第 III 阶段的加速扩展阶段 (相对塑性区的观察中裂纹顶端已由小范围逐渐进入大范围屈服)。断口呈现韧窝形貌。在高倍率下可见韧窝边缘有塑性变形痕迹。这表明当裂纹进入第 III 阶段的加速扩展, 局部区域遵循着韧窝断裂机制, 随着 ΔK 的增加韧窝机制愈来愈占重要地位, 有的区域甚至连成一片如图 7 (见图版 A19)。但一直到疲劳断裂时断口仍然是一种韧窝和准解理的混合形貌。这与材料本身的脆性有关。

金相观察结果表明, 裂纹扩展是靠裂纹前缘区域的塑性流动、微裂纹形成以及微裂纹和主裂纹的连结而导致宏观裂纹扩展, 这和断口形貌观察结果极为吻合。整个断口上除在一定的扩展速率下局部区域出现钝化-复锐的扩展机制 (出现非结晶学的疲劳条纹) 而外, 整个断口是疲劳解理的形貌。反映了低合金高强度钢裂纹扩展是以一种再生核扩

展机制进行的。

疲劳裂纹萌生后的早期扩展是沿滑移带的主滑移面向内延伸。当滑移受到阻碍时裂纹开始进入沿与正应力垂直的方向扩展。Forysth^[9]曾指出裂纹的第 I 阶段扩展所经历的路程与晶粒尺寸同数量级。一般由均一固溶体组成的多晶体, 晶界是滑移的障碍, 因而将此阶段的扩展限制在一个晶粒的尺寸范围。若相邻晶粒位向差很小, 裂纹可稍改其扩展方向在第二个晶粒内部继续按切应变型扩展。奥氏体转变为板条状马氏体时, 滑移在一个晶粒内部也会受到多位向马氏体的阻碍。所以实际的多相金属材料, 裂纹从切应变型向正应变型扩展的转变, 除了和裂纹顶端应力状态变化有关外, 组织结构的非均匀性、晶界 (包括亚晶界)、第二相、夹杂物以及相邻晶粒的位向差都会影响这种转变。

四、结 论

1. 用浮凸法测量平面应力状态下疲劳裂纹顶端的单调塑性区尺寸。垂直于裂纹面方向的塑性区尺寸 R_y 与 $(K_{\max}/\sigma_s)^2$ 成正比, 其比例系数为 0.21。

2. 在满足线弹性条件下, 平面应力状态下裂纹顶端塑性变形与裂纹面成 $30-60^\circ$ 方向角内呈两翼伸展。当相对裂纹尺寸 $a/W=0.687$ 时, 裂纹顶端塑性变形从小范围屈服开始进入大范围屈服。

3. 平面应力状态下裂纹扩展速率 da/dN 与循环塑性区尺寸 R_y^2 成指数关系。

4. 具有板条马氏体显微组织的 15MnVN 钢疲劳裂纹扩展为穿晶型疲劳解理开裂, 是以一种再生核扩展机制进行的。

林吉忠, 汪默宁和刘淑华同志对本工作曾给予支持和协助, 特此表示感谢。

参 考 文 献

- 1 Klesnil, M.; Lukas, P., *Int. Conf. on Fracture*, 2nd, Brighton, 1969, Fracture 1969, Eds. Pratt, P. L.; et al., Chapman & Hall, London, 1969, p. 725.
- 2 Matsumoto, T.; Kitagawa, H., *Int. Conf. on Mechanical Behavior of Materials*, Jpn, 1971, Abstracts, V. 3A, Kyoto Int. Conf. Hall (KICH), August, 1971, Vol 1, p. 352.
- 3 Hahn, G. T.; Hoagland, R. G.; Rosentfield, A. R., *Metall. Trans.*, 3 (1972), 1189.
- 4 Pineau, A. G.; Pelloux, R. M., *Metall. Trans.*, 5 (1974), 1103.
- 5 Bathias, C., *Int. Conf. on Fracture*, 4th Waterloo, 1977, Fracture 1977, V. 3A, Ed. Taplin, D. M. R., Pergamon, New York, 1978, Vol. 2, p. 1307.
- 6 Rice, J. R., *Am. Soc. Test. Mater., Spec. Tech. Publ.*, 415, (1966), p. 247.
- 7 Clavel, M.; Fournier, D.; Pineau, A., *Metall. Trans.*, 6 (1975), 2305.
- 8 Lino, Y., *Met. Sci.*, 10 (1976), No. 5, 159.
- 9 Forsyth, P. J. E., *Crack Propagation Symposium*, Cranfield 1961, Proc. of the Crack Propagation Symp., Cranfield, Sept., 1961, Cranfield, the College of Aeronautics, 1962, p. 76.

STUDY OF PLASTIC ZONE AND FATIGUE CRACK PROPAGATION MECHANISM

by DENG Rongying; LI He; YU Guqing (Institute of Mechanics,
Academia Sinica, Beijing)

(Manuscript received 1 March, 1983; revised manuscript 5 August, 1983)

ABSTRACT

An evaluation was made of the fatigue crack propagation rate at constant amplitude of cyclic load ratio $R=0.5$ for the three-point bend specimens of 15MnVN steel quenched and tempered at 200°C. The monotonic plastic zone [size of the fatigue crack tip was measured under observation of phase contrast microscope with the relief phenomenon out from the smooth [surface of metal during plastic deformation. The monotonic plastic zone size, perpendicular to the direction of crack surface, under plane stress is proportional to the corresponding $(K_{max}/\sigma_s)^2$. Its proportional coefficient is 0.21. According to the relationship between Rice's reversed cyclic and the monotonic plastic zone size, an exponential relation is obtained between the reversed cyclic plastic zone size perpendicular to the direction of crack surface and the related fatigue crack propagation rate.

In the process of fatigue crack propagation, when the relative crack size a/W is about 0.687, the plastic zone of crack tip varies from a small [to broad scale. At $a/W < 0.687$, the plastic deformation of crack tip spreads out [in two sides of angle θ about 30—60°. While $a/W > 0.687$, it spreads out not only in enlarged angle but also in considerably extent near $\theta=0^\circ$.

The metallographic and SEM observations show that the fatigue crack of 15MnVN steel with platelet martensite structure propagates along transgranular cleavage, i. e. a regenerated nuclear propagation mechanism.

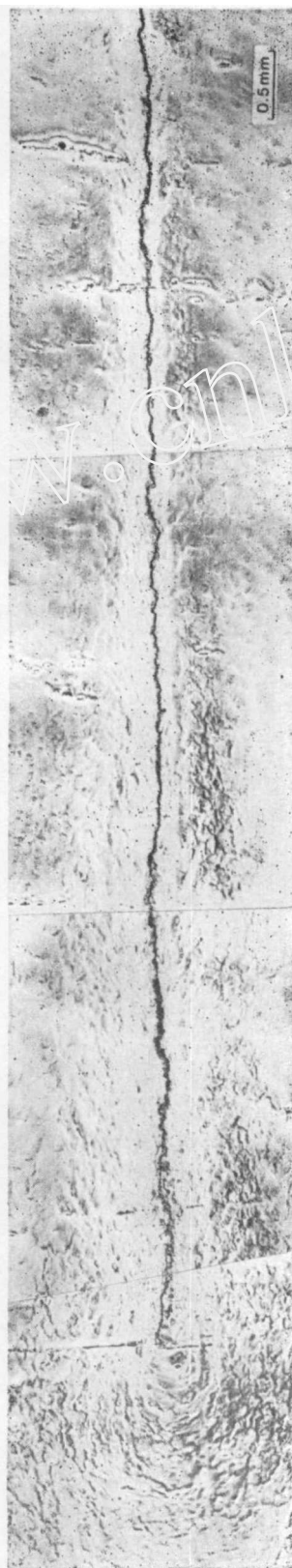


图 1 疲劳裂纹扩展中的塑性区
Fig. 1 Plastic zone in fatigue crack propagation

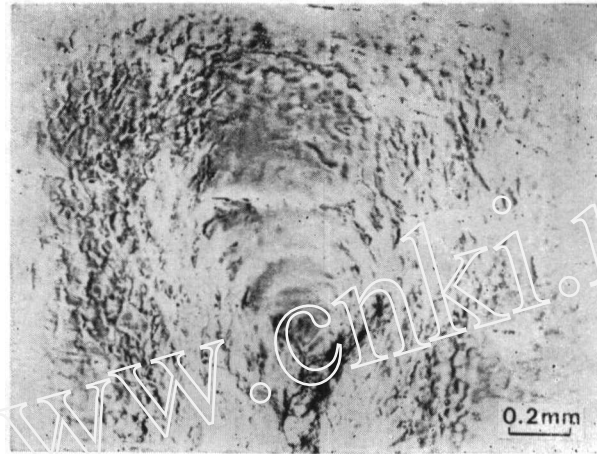


图 2 疲劳裂纹顶端塑性区形状

Fig. 2 Plastic zone morphology of fatigue crack tip at $a/W=0.625$

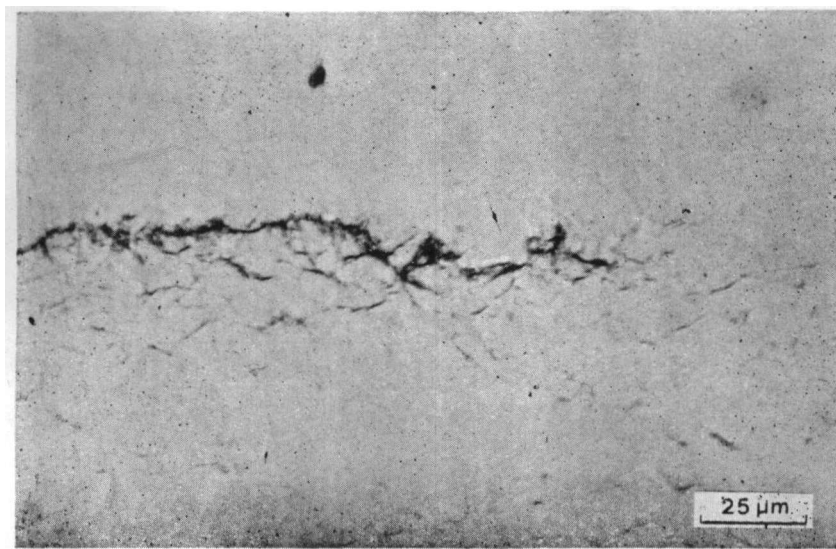


图 3 疲劳裂纹前缘的微裂纹

Fig. 3 Microcrack in the front of fatigue crack



图 4 小平面上的平行条纹
Fig. 4 Parallel striation on small facet

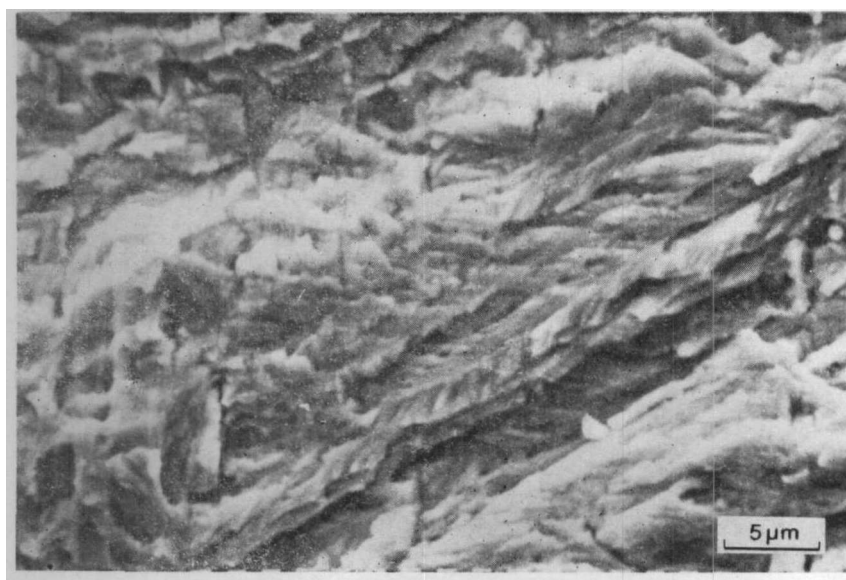


图 5 似鱼骨状形貌
Fig. 5 Fish-bone-like topographic feature



图 6 疲劳条纹和准解理形貌
Fig. 6 Fatigue striation and quasi-cleavage topographic feature

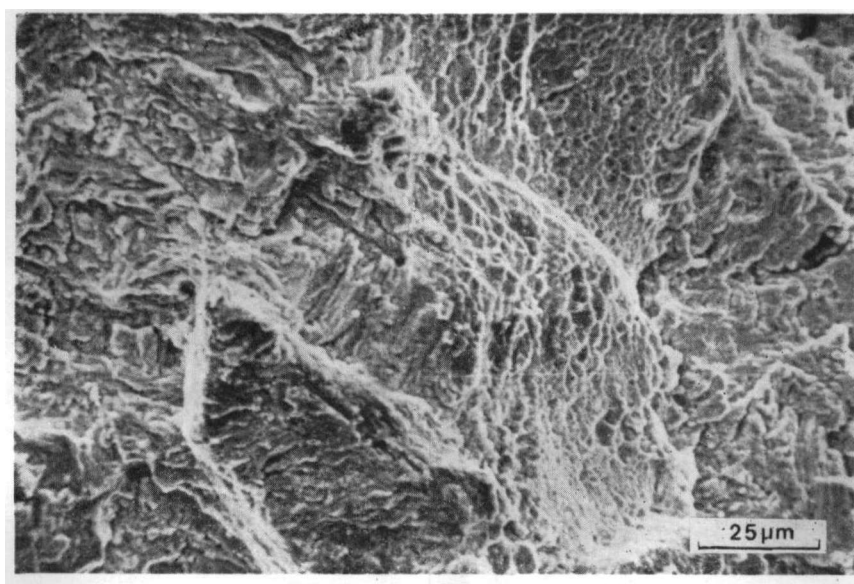


图 7 韧窝形貌
Fig. 7 Dimple topographic feature